

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-303186

(43)Date of publication of application : 31.10.2001

(51)Int.Cl. C22C 38/00
B21B 3/00
C21D 9/46
C22C 38/06
C22C 38/58

(21)Application number : 2000-121209

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 21.04.2000

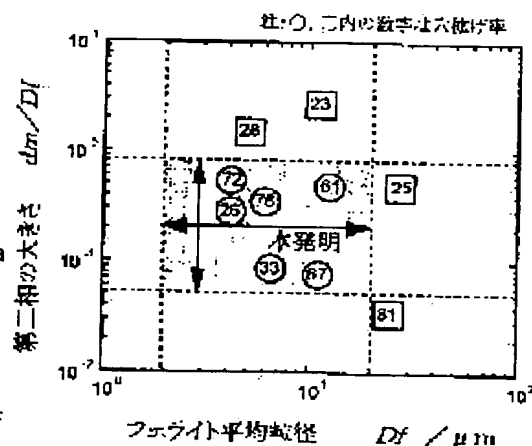
(72)Inventor : YOKOI TATSUO
TAKAHASHI MANABU

(54) DUAL-PHASE STEEL SHEET EXCELLENT IN BURRING PROPERTY, AND ITS MANUFACTURING METHOD

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a hot rolled steel sheet having ≥ 540 MPa tensile strength and excellent in fatigue characteristic and burring property (bore expandability) and also to provide a manufacturing method for stably manufacturing this steel sheet at a low cost.

SOLUTION: The dual-phase steel sheet excellent in burring property is composed of steel having a composition containing, by mass, 0.01–0.2% C, 0.1–2% Si, 0.05–3% Mn, $\leq 0.1\%$ P, $\leq 0.01\%$ S and 0.005–1% Al and has a microstructure consisting of a dual-phase structure in which a phase having maximum volume fraction is composed of ferrite and a second phase is composed essentially of martensite; average ferrite grain size is 2–20 μm ; a value given by dividing the average grain size of the second phase by the average ferrite grain size is 0.05–0.8; and the carbon concentration of the second phase is 0.2–2%. This steel sheet can be manufactured by finishing the hot finish rolling of the steel with the above composition at a temperature between the Ar3 transformation point and (Ar3 transformation point + 100° C), holding the resultant steel sheet in the temperature region between the Ar1 transformation point and the Ar3 transformation point for 1–20 s, cooling the steel sheet at $\geq 20^\circ\text{C/s}$ cooling rate, and then coiling it at $\leq 350^\circ\text{C}$ coiling temperature.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

18.03.2002

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision
of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-303186

(P2001-303186A)

(43) 公開日 平成13年10月31日 (2001. 10. 31)

(51) Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テームコード* (参考)

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 W 4 K 0 3 7

B 2 1 B 3/00

B 2 1 B 3/00

A

C 2 1 D 9/46

C 2 1 D 9/46

T

C 2 2 C 38/06

C 2 2 C 38/06

38/58

38/58

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号

特願2000-121209 (P2000-121209)

(22) 出願日

平成12年4月21日 (2000. 4. 21)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 横井 龍雄

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技

術開発本部内

(72) 発明者 高橋 学

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技

術開発本部内

(74) 代理人 100062421

弁理士 田村 弘明 (外 1 名)

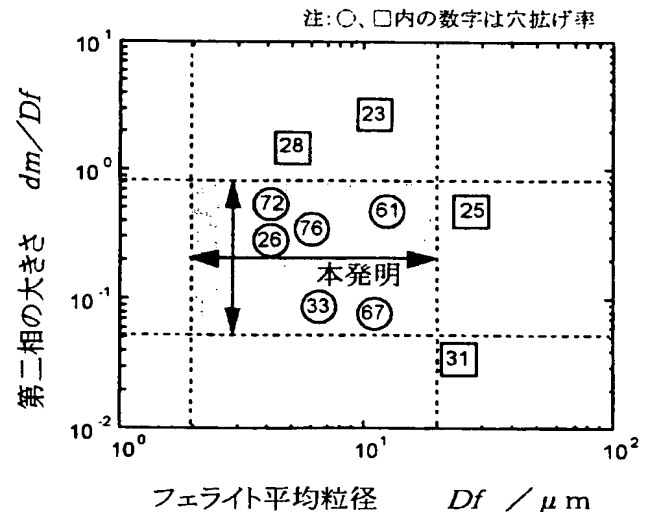
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 パーリング加工性に優れる複合組織鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 パーリング加工性に優れた複合組織鋼板及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 質量%で、C: 0.01~0.2%、Si: 0.01~2%、Mn: 0.05~3%、P≤0.1%、S≤0.01%、Al: 0.005~1%を含む鋼であり、ミクロ組織が、体積分率最大の相をフェライトとし、第二相を主にマルテンサイトとする複合組織であり、フェライト平均粒径が2 μm以上20 μm以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下、且つ第二相の炭素濃度が0.2%以上2%以下であるパーリング加工性に優れる複合組織鋼板。及び上記成分の鋼を、Ar3変態点温度以上Ar3変態点温度+100℃以下で熱間仕上圧延を終了した後、Ar1変態点温度以上Ar3変態点温度以下の温度域で1~20秒間滞留し、その後20℃/s以上の冷却速度で冷却して、350℃以下の巻取温度で巻き取る上記鋼板の製造方法。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量%で、

C : 0.01~0.2%、

Si : 0.01~2%、

Mn : 0.05~3%、

P ≤ 0.1%、

S ≤ 0.01%、

Al : 0.005~1%、

を含み、残部が Fe 及び不可避免の不純物からなる鋼であって、そのマイクロ組織が、体積分率最大の相をフェライトとし、第二相を主にマルテンサイトとする複合組織であり、フェライト平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が 0.05 以上 0.8 以下、且つ第二相の炭素濃度が 0.2% 以上 2% 以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

【請求項 2】 前記鋼が、さらに質量%で、

Cu : 0.2~2%

を含有することを特徴とする、請求項 1 に記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

【請求項 3】 前記鋼が、さらに質量%で、

B : 0.0002~0.002%

を含有することを特徴とする、請求項 1 または 2 に記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

【請求項 4】 前記鋼が、さらに質量%で、

Ni : 0.1~1%

を含有することを特徴とする、請求項 1 ないし 3 のいずれか 1 項に記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

【請求項 5】 前記鋼が、さらに質量%で、

Ca : 0.0005~0.002%、

REM : 0.0005~0.02%

の一種または二種を含有することを特徴とする、請求項 1 ないし 4 のいずれか 1 項に記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

【請求項 6】 前記鋼が、さらに質量%で、

Ti : 0.05~0.5%、

Nb : 0.01~0.5%、

Mo : 0.05~1%、

V : 0.02~0.2%、

Cr : 0.01~1%、

Zr : 0.02~0.2%

の一種または二種以上を含有することを特徴とする、請求項 1 ないし 5 のいずれか 1 項に記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

【請求項 7】 請求項 1 ないし 6 のいずれか 1 項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、Ar3 変態点温度以上 Ar3 変態点温度 + 100℃ 以下で熱間仕上圧延を終了した後、Ar1 変態点温度以上 Ar3 変態点温度以下の温度域で 1~20 秒間滞留し、その後、20℃/

s 以上の冷却速度で冷却して、350℃ 以下の巻取温度で巻き取り、そのマイクロ組織が、体積分率最大の相をフェライトとし、第二相を主にマルテンサイトとする複合組織であり、フェライト平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が 0.05 以上 0.8 以下、且つ第二相の炭素濃度が 0.2% 以上 2% 以下である鋼板を得ることを特徴とする、バーリング加工性に優れる複合組織鋼板の製造方法。

【請求項 8】 前記熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高圧デスクレーンを行い、Ar3 変態点温度以上 Ar3 変態点温度 + 100℃ 以下で熱間仕上圧延を終了することを特徴とする、請求項 7 記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、バーリング加工性に優れた引張強度 540MPa 以上の複合組織鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に、自動車の足廻り部品やロードホイール等の穴抜き加工性と耐久性の両立が求められる素材として好適な、穴抜き性（バーリング加工性）に優れた複合組織鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の燃費向上などのために軽量化を目的として、Al 合金等の軽金属や高強度鋼板の自動車部材への適用が進められている。ただし、Al 合金等の軽金属は比強度が高いという利点があるものの、鋼に比較して著しく高価であるため、その適用は特殊な用途に限られている。従って、より広い範囲で自動車の軽量化を推進するためには、安価な高強度鋼板の適用が強く求められている。

【0003】このような高強度化の要求に対して、これまでは車体重量の 1/4 程度を占めるホワイトボディーや、パネル類に使用される冷延鋼板の分野において、強度と深絞り性を兼ね備えた鋼板や焼付け硬化性のある鋼板等の開発が進められ、車体の軽量化に寄与してきた。ところが現在、軽量化の対象は車体重量の約 20% を占める構造部材や足廻り部材にシフトしてきており、これらの部材に用いる高強度熱延鋼板の開発が急務となっている。

【0004】ただし、高強度化は一般的に成形性（加工性）等の材料特性を劣化させるため、材料特性を劣化させずに如何に高強度化を図るかが高強度鋼板開発の鍵になる。特に構造部材や足廻り部材用鋼板に求められる特性としては、穴抜き性、疲労耐久性および耐食性等重要であり、高強度とこれら特性を如何に高次元でバランスさせるかが重要である。

【0005】例えば、ロードホイールディスク用鋼板に求められる特性としては、穴抜き性と疲労耐久性が特に

重要視されている。これは、ロードホイールディスクの成形工程の中でもハブ穴成形でのバーリング加工（穴拡張加工）が特に厳しく、また、ホイールの部材特性で最も厳しい基準で管理されているのが疲労耐久性であるためである。

【0006】現在、これらロードホイールディスク用高強度熱延鋼板として、部材での疲労耐久性を重視して疲労特性に優れる 590MPa 級のフェライト-マルテンサイトの複合組織鋼板（いわゆる Dual Phase 鋼）が用いられているが、これら部材用鋼板に要求される強度レベルは、590MPa 級から 780MPa 級へとさらなる高強度化へ向かいつつある。一方、高強度化に伴って穴拡張性は低下する傾向を示すばかりでなく、複合組織鋼板はその不均一な組織のために穴拡張性に関しては不利であると言われている。従って、590MPa 級で問題とはならなかった穴拡張性が 780MPa 級では問題となる可能性がある。

【0007】すなわち、ロードホイール等足廻り部品への高強度鋼板の適用にあたっては、疲労耐久性に加えて穴拡張性も重要な検討課題となる。ところが、疲労耐久性を向上させるためにマイクロ組織をフェライト-マルテンサイトの複合組織とし、かつ穴拡張性にも優れる高強度鋼板について記述した発明は、一部の例外を除いて殆ど見受けられないのが現状である。

【0008】例えば特開平 5-179396 号公報には、マイクロ組織をフェライトとマルテンサイトまたは残留オーステナイトとして疲労耐久性を確保し、フェライトを TiC や NbC の析出物で強化することで、フェライト粒とマルテンサイト相との強度差を小さくし、フェライト粒への局所的な変形の集中を抑制して穴拡張性を確保する技術が開示されている。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、ロードホイールのディスク等一部の部品用鋼板においては、バーリング加工性等の成形性と疲労耐久性の高いレベルでのバランスが大変に重要であり、上記従来技術では満足する特性が得られない。また例え両特性が満足されたとしても、安価に安定して製造できる製造方法を提供することが重要であり、上記従来技術では不十分であると言わざるを得ない。

【0010】すなわち上記特開平 5-179396 号公報は、フェライト粒を析出強化しているために伸びが十分得られないばかりか、製造時にマルテンサイト相の周囲に導入される高密度の可動転位が析出物によって移動を妨げられるため、低降伏比というフェライト-マルテンサイト複合組織特有の特性が得られない。また、Ti、Nb の添加は製造コストの増加を招くために好ましくない。

Ti : 0.05 ~ 0.5 %、 Nb : 0.01 ~ 0.5 %、
Mo : 0.05 ~ 1 %、 V : 0.02 ~ 0.2 %、

【0011】そこで本発明は、上記従来技術の課題を有利に解決できる、疲労特性とバーリング加工性（穴拡張性）に優れた引張強度 540MPa 以上の熱延鋼板、およびその鋼板を安価に安定して製造できる製造方法を提供することを目的とするものである。

【0012】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、現在通常に採用されている連続熱間圧延設備により工業的規模で生産されている熱延鋼板の製造プロセスを念頭において、熱延鋼板のバーリング加工性と疲労特性の両立を達成すべく鋭意研究を重ねた。その結果、マイクロ組織が、体積分率最大の相をフェライトとし、第二相を主にマルテンサイトとする複合組織であり、フェライト平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が 0.05 以上 0.8 以下、且つ第二相の炭素濃度が 0.2 % 以上 2 % 以下であることが、バーリング加工性向上に非常に有効であることを新たに見出し、本発明をなしたものである。

【0013】即ち、本発明の要旨は以下の通りである。

(1) 質量%で、

C : 0.01 ~ 0.2 %、 Si : 0.01 ~ 2 %、
Mn : 0.05 ~ 3 %、 P ≤ 0.1 %、
S ≤ 0.01 %、 Al : 0.005 ~ 1 %

を含み、残部が Fe 及び不可避免の不純物からなる鋼であって、そのマイクロ組織が、体積分率最大の相をフェライトとし、第二相を主にマルテンサイトとする複合組織であり、フェライト平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が 0.05 以上 0.8 以下、且つ第二相の炭素濃度が 0.2 % 以上 2 % 以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

(2) 前記鋼が、さらに質量%で、Cu : 0.2 ~ 2 % を含有することを特徴とする、前記 (1) に記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

(3) 前記鋼が、さらに質量%で、B : 0.0002 ~ 0.002 % を含有することを特徴とする、前記

(1) または (2) に記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

(4) 前記鋼が、さらに質量%で、Ni : 0.1 ~ 1 % を含有することを特徴とする、前記 (1) ないし

(3) のいずれか 1 項に記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

(5) 前記鋼が、さらに質量%で、Ca : 0.0005 ~ 0.002 %、REM : 0.0005 ~ 0.02 % の一種または二種を含有することを特徴とする、前記

(1) ないし (4) のいずれか 1 項に記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

(6) 前記鋼が、さらに質量%で、

Cr: 0.01~1%,

の一種または二種以上を含有することを特徴とする、前記(1)ないし(5)のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板。

【0014】(7) 前記(1)ないし(6)のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、Ar3変態点温度以上Ar3変態点温度+100℃以下で熱間仕上圧延を終了した後、Ar1変態点温度以上Ar3変態点温度以下の温度域で1~20秒間滞留し、その後、20℃/s以上の冷却速度で冷却して、350℃以下の巻取温度で巻き取り、そのマイクロ組織が、体積分率最大の相をフェライトとし、第二相を主にマルテンサイトとする複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下、且つ第二相の炭素濃度が0.2%以上2%以下である鋼板を得ることを特徴とする、バーリング加工性に優れる複合組織鋼板の製造方法。

(8) 前記熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高压デスケーリングを行い、Ar3変態点温度以上Ar3変態点温度+100℃以下で熱間仕上圧延を終了することを特徴とする、前記(7)記載のバーリング加工性に優れる複合組織鋼板の製造方法。

【0015】

【発明の実施の形態】以下に、本発明に至った基礎研究結果について説明する。まず、穴抜け性に及ぼすフェライト平均粒径および第二相の大きさの影響を調査した。そのための供試材は次のようにして準備した。すなわち、0.07%C-1.6%Si-2.0%Mn-0.01%P-0.001%S-0.03%Alに成分調整し溶製した鋳片を、Ar3変態点温度以上のいずれかの温度で熱間仕上圧延を終了した後、Ar1変態点温度以上Ar3変態点温度以下のいずれかの温度域で1~15秒間滞留し、その後20℃/s以上の冷却速度で冷却して、常温で巻き取った。これらの鋼板について穴抜け試験を行った結果から、フェライト平均粒径および第二相の大きさについて整理したものを図1に示す。

【0016】この結果より、フェライト平均粒径および第二相の大きさ(第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値)と穴抜け性には強い相関があり、フェライト平均粒径および第二相の大きさがそれぞれ2μm以上20μm以下、および0.05以上0.8以下で、穴抜け性が著しく向上することを新規に知見した。

【0017】このメカニズムは必ずしも明らかではないが、第二相が大きすぎると第二相と母相の界面にボイドが生じやすく、穴抜けの際にクラックの起点となり、小さすぎると穴抜け率と相関がある局部延性が低下するため、最適なサイズと間隔において穴抜け率が向上すると推測される。また、フェライト平均粒径が小さすぎると降伏応力が上昇し、成形後の形状凍結性に悪影響を及ぼ

Zr: 0.02~0.2%

し、大きすぎるとマイクロ組織の均一性が失われ、穴抜け率と相関がある局部延性が低下するためと考えられる。なお、フェライト平均粒径の測定法は、JIS G 0552鋼のフェライト結晶粒度試験法に記載の切断法に準じた。また、第二相の平均粒径については平均円相当径と定義し、画像処理装置等より得られる値を採用した。

【0018】さらに、穴抜け性に及ぼす第二相の炭素濃度の影響を調査した。上記鋼板について穴抜け性を第二相の炭素濃度で整理したものを図2に示す。この結果より、第二相の炭素濃度と穴抜け性には強い相関があり、第二相の炭素濃度が0.2%以上2%以下で、穴抜け性が著しく向上することを新規に知見した。

【0019】このメカニズムは必ずしも明らかではないが、第二相の炭素濃度が高すぎると第二相と母相との強度差が大きくなり、打ち抜き時にその界面にボイドが生じやすく、穴抜けの際にクラックの起点となる。一方、第二相の炭素濃度が低すぎると必然的にフェライト相の延性が低下し、穴抜け率と相関がある局部延性が低下するため、穴抜け率が低下する。従って、最適な第二相の炭素濃度において穴抜け率が向上すると推測される。

【0020】ただし、第二相の炭素濃度が1.2%超であると、スポット溶接等の溶接時に熱影響部の軟化が著しくなり疲労破壊の起点となる可能性があるため、第二相の炭素濃度は0.2%以上1.2%以下の範囲が好ましい。なお、穴抜け性(バーリング加工性)については、日本鉄鋼連盟規格JFST 1001-1996記載の穴抜け試験方法に従って評価した。

【0021】次に、本発明における鋼板のマイクロ組織および第二相の炭素濃度について、詳細に説明する。鋼板のマイクロ組織は、疲労特性とバーリング加工性(穴抜け性)を両立させるために体積分率最大の相をフェライトとし、第二相を主にマルテンサイトとする複合組織とした。ただし、第二相には不可避免的なベイナイト、残留オーステナイトを含むことを許容するものである。

【0022】なお、良好な疲労特性を確保するためには、ベイナイトおよび/または残留オーステナイトの体積分率は5%以下が好ましい。ここで、フェライトおよび第二相の体積率とは、鋼板の圧延方向断面厚みの1/4厚における光学顕微鏡で、200~500倍で観察されたマイクロ組織中におけるそれらの組織の面積分率で定義される。

【0023】また、第二相の炭素濃度はEPMA(Electron Probe Micro Analyzer: 電子線マイクロアナライザー)を用い、文献(電子線マイクロアナリシス: 副島啓義著 日刊工業新聞社出版)記載の検量線法により得られた値である。ただし、測定した第二相の粒は5個以上であり、炭素濃度はその平均値とした。

【0024】一方、上記方法に置き換わる簡易測定方法

として、以下の方法にて第二相の炭素濃度を求めても良い。すなわち、鋼全体（体積分率最大の相と第二相）の炭素含有量（鋼全体での平均炭素濃度）とフェライトでの炭素濃度から、第二相の炭素濃度を算出する方法である。

【0025】鋼全体（体積分率最大の相と第二相）の炭素含有量は鋼成分の炭素量であり、フェライトでの炭素濃度は焼付硬化指数（以下BH）より見積もることができる。ただしBH量（MPa）とは、JIS5号引張試験片を用い、2.0%の予ひずみを付与後、170℃で20分の熱処理を施し、再度引張試験を行って得られる値で、熱処理前の2.0%での流動応力と熱処理後の降伏点の差である。複合組織鋼におけるBH量は、2.0%程度の予ひずみでは硬質な第二相が塑性変形を起こさないと考えられることから、フェライト中の固溶炭素量と相関があるとして差し支えない。

【0026】文献 Foemable HSLA and Dual-Phase Steels (1977), A.T.DAVENPORT著、131頁のFig. 4に、複合組織鋼の固溶炭素量とBH量の関係が示されている。この関係から複合組織鋼のBH量と固溶炭素量の関係は

$$C_s (\text{固溶炭素量}) = 1.5 \times 10^{-4} \exp(0.033 \times BH)$$

と近似することができる。従って第二相の炭素濃度は $C_m = [C (\text{鋼中の炭素含有量}) - C_s] / f_M$ （第二相体積率）

で見積もることができる。また、上記の式より見積もった第二相の炭素濃度とEPMAによって測定した炭素濃度は非常によい相関を示している。

【0027】続いて、本発明の化学成分の限定理由について説明する。成分含有量は質量%である。Cは、所望のミクロ組織を得るのに必要な元素である。ただし、0.2%超含有していると加工性及び溶接性が劣化するので、0.2%以下とする。また0.01%未満であると強度が低下するので、0.01%以上とする。

【0028】Siは、所望のミクロ組織を得るのに必要であると共に、固溶強化元素として強度上昇に有効である。所望の強度を得るためには0.01%以上含有する必要がある。しかし2%超含有すると加工性が劣化する。そこでSiの含有量は0.01%以上、2%以下とする。

【0029】Mnは、固溶強化元素として強度上昇に有効である。所望の強度を得るためには0.05%以上必要である。また、3%超添加するとスラブ割れを生ずるため、3%以下とする。

【0030】Pは、不純物であり低いほど好ましく、0.1%超含有すると加工性及び溶接性に悪影響を及ぼすと共に疲労特性も低下させるので、0.1%以下とする。

【0031】Sは、不純物であり低いほど好ましく、多

すぎると穴抜け性を劣化させるA系介在物を生成するので、極力低減させるべきであるが、0.01%以下ならば許容できる範囲である。

【0032】Alは、溶鋼脱酸のために0.005%以上添加する必要があるが、コストの上昇を招くため、その上限を1.0%とする。また、あまり多量に添加すると非金属介在物を増大させて伸びを劣化させるので、好ましくは0.5%以下とする。

【0033】Cuは、固溶状態で疲労特性を改善する効果があるので、必要に応じ添加する。ただし、0.2%未満ではその効果は少なく、2%を超えて含有しても効果が飽和する。そこで、Cuの含有量は0.2~2%の範囲とする。

【0034】Bは、Cuと複合添加することにより疲労限を上昇させる効果があるので、必要に応じ添加する。ただし、0.0002%未満ではその効果を得るために不十分であり、0.002%超添加するとスラブ割れが起こる。よって、Bの添加は0.0002%以上、0.002%以下とする。

【0035】Niは、Cu含有による熱間脆性防止のために必要に応じ添加する。ただし、0.1%未満ではその効果が少なく、1%を超えて添加してもその効果が飽和するので、0.1~1%とする。

【0036】CaおよびREMは、破壊の起点となったり、加工性を劣化させる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。ただし、それぞれ0.0005%未満添加してもその効果がなく、Caならば0.002%超、REMならば0.02%超添加してもその効果が飽和するので、Ca:0.0005~0.002%、REM:0.0005~0.02%添加することが好ましい。

【0037】さらに、強度を付与するために、Ti, Nb, Mo, V, Cr, Zrの析出強化もしくは固溶強化元素の一種または二種以上を添加しても良い。ただし、それぞれ0.05%、0.01%、0.05%、0.02%、0.01%、0.02%未満ではその効果を得ることができない。また、それぞれ0.5%、0.5%、1%、0.2%、1%、0.2%を超え添加しても、その効果は飽和する。

【0038】なおSnは、本発明の効果を得るためには特に定める必要はないが、熱間圧延時に疵が発生する恐れがあるので、0.05%以下が望ましい。

【0039】次に、本発明の製造方法の限定理由について、以下に詳細に述べる。本発明では、目的の成分含有量になるように成分調整した溶鋼を鋳込むことによって得たスラブを、高温鋳片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後、加熱炉で再加熱した後に熱間圧延してもよい。再加熱温度については特に制限はないが、1400℃以上であると、スケールオフ量が多量になり歩留まりが低下するので、再加熱温度は1400℃

未満が望ましい。また、1000℃未満の加熱はスケジュール上操業効率を著しく損なうため、再加熱温度は1000℃以上が望ましい。

【0040】熱間圧延工程は、粗圧延を終了後、仕上げ圧延を行うが、最終パス温度（FT）がAr3変態点温度以上Ar3変態点温度+100℃以下の温度域で終了する必要がある。これは、熱間圧延中に圧延温度がAr3変態点温度を切ると、ひずみが残留して延性が低下してしまい加工性が劣化し、仕上げ温度がAr3変態点温度+100℃超では、仕上げ圧延後のオーステナイト粒径が大きくなってしまうために、後の冷却工程において行う二相域でフェライト変態の促進が不十分になり、目的とするミクロ組織が得られない。従って、仕上げ温度はAr3変態点温度以上Ar3変態点温度+100℃以下とする。

【0041】ここで、粗圧延終了後に高压デスケーリングを行う場合は、鋼板表面での高压水の衝突圧P（MPa）×流量L（リットル/cm²）≥0.0025の条件を満たすことが好ましい。鋼板表面での高压水の衝突圧Pは以下のように記述される（「鉄と鋼」、1991, vol. 1.77, No.9, P1450 参照）。

$$P(\text{MPa}) = 5.64 \times P_0 \times V/H^2$$

ただし、

P_0 （MPa）：液圧力

V（リットル/min）：ノズル流量

H（cm）：鋼板表面とノズル間の距離

【0042】流量Lは以下のように記述される。

$$L(\text{リットル/cm}^2) = V/(W \times v)$$

ただし、

V（リットル/min）：ノズル流量

W（cm）：ノズル当たり噴射液が鋼板表面に当たっている幅

v（cm/min）：通板速度

衝突圧P×流量Lの上限は、本発明の効果をj得るためには特に定める必要はないが、ノズル流量を増加させるとノズルの摩耗が激しくなる等の不都合が生じるため、0.02以下とすることが好ましい。

【0043】さらに、仕上げ圧延後の鋼板の最大高さRyが15μm（15μmRy, 12.5mm, 1n12.5mm）以下であることが好ましい。これは、例えば「金属材料疲労設計便覧」、日本材料学会編、84頁に記載されている通り、熱延または酸洗ままの鋼板の疲労強度は、鋼板表面の最大高さRyと相関があることから明らかである。またその後の仕上げ圧延は、デスケーリング後に再びスケールが生成してしまうのを防ぐために、5秒以内に行うのが望ましい。

【0044】仕上圧延を終了した後の工程は、まずAr3変態点からAr1変態点までの温度域（フェライトとオーステナイトの二相域）で1～20秒間滞留する。ここの滞留は、二相域でフェライト変態を促進させるた

めに行うが、1秒未満では、二相域におけるフェライト変態が不十分なため、十分な延性が得られない。一方、20秒超ではパーライトが生成し、目的とする体積分率最大の相をフェライトとし、第二相を主にマルテンサイトとする複合組織が得られない。

【0045】また、1～20秒間の滞留をさせる温度域は、フェライト変態を容易に促進させるためAr1変態点以上800℃以下が望ましく、そのためには、仕上げ圧延終了後20℃/s以上の冷却速度で当該温度域に迅速に到達させることが好ましい。さらに、1～20秒間の滞留時間は生産性を極端に低下させないためには、1～10秒間とすることが好ましい。

【0046】次に、その温度域から巻取温度（CT）までは20℃/s以上の冷却速度で冷却するが、20℃/s未満の冷却速度では、パーライトもしくはベイナイトが生成してしまい十分なマルテンサイトが得られず、目的とするフェライトを体積分率最大の相とし、マルテンサイトを第二相とするミクロ組織が得られない。巻取温度までの冷却速度の上限は、特に定めることなく本発明の効果をj得ることができjるが、熱ひずみによる板そりが懸念されることから、200℃/s以下とすることが好ましい。

【0047】巻取温度が350℃超では、ベイナイトが生成して十分なマルテンサイトが得られず、目的とするフェライトを体積分率最大の相とし、マルテンサイトを第二相とするミクロ組織が得られないため、巻取温度は350℃以下と限定する。また、巻取温度の下限値は特に限定する必要はないが、コイルが長時間水濡れの状態にあると錆による外観不良が懸念されるため、50℃以上が望ましい。

【0048】

【実施例】以下に、実施例により本発明をさらに説明する。表1に示す化学成分を有するA～Qの鋼は、転炉で溶製して連続j鑄造後、表2に示す加熱温度（SRT）で再加熱し、粗圧延後に同じく表2に示す仕上げ圧延温度（FT）で1.2～5.4mmの板厚に圧延した後、表2に示す巻取温度（CT）でそれぞれ巻き取った。なお一部については粗圧延後に衝突圧2.7MPa、流量0.001リットル/cm²の条件で高压デスケーリングを行った。ただし、表中の化学組成についての表示は質量%である。

【0049】このようにして得られた熱延板の引張試験は、供試材を、まず、JIS Z 2201記載の5号試験片に加工し、JIS Z 2241記載の試験方法に従って行った。表2にその試験結果を示す。ここで、フェライトおよび第二相の体積率とは、鋼板の圧延方向断面厚みの1/4厚における光学顕微鏡で、200～500倍で観察されたミクロ組織中におけるそれらの組織の面積分率で定義される。なお、フェライト平均粒径の測定法は、JIS G 0552鋼のフェライト結晶粒度

試験法に記載の切断法に準じ、第二相の平均粒径については平均円相当径と定義し、画像処理装置等より得られる値を採用した。

【0050】また、第二相の炭素濃度はE P M A (Electron Probe Micro Analyzer : 電子線マイクロアナライザー)を用い、文献(「電子線マイクロアナリシス」、副島啓義著 日刊工業新聞社出版)記載の検量線法により得られた値である。ただし、測定した第二相粒は5個以上であり、炭素濃度はその平均値とした。一方、一部の試料については、上述の簡易測定方法で第二相の炭素濃度を測定している。

【0051】さらに、図3に示すような長さ98mm、幅38mm、最小断面部の幅が20mm、切り欠きの曲率半径が30mmである平面曲げ疲労試験片にて、完全両振りの平面曲げ疲労試験を行った。鋼板の疲労特性は、 1.0×10^7 回での疲労限 σW を鋼板の引張り強さ σB で除した値(疲労限度比 $\sigma W/\sigma B$)で評価した。ただし、疲労試験片の表面は研削など一切行わず酸洗ままの表面とした。一方、バーリング加工性(穴抜け性)については、日本鉄鋼連盟規格J F S T 1001-1996記載の穴抜け試験方法に従って評価した。

【0052】本発明に沿うものは、鋼A, B, C-6, G, K, L, M, N, O, P, Qの11鋼種であり、所定の量の鋼成分を含有し、そのミクロ組織が、体積分率最大の相をフェライトとし、第二相を主にマルテンサイトとする複合組織であり、フェライト平均粒径が $2\mu m$ 以上 $20\mu m$ 以下、第二相の平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下、且つ第二相の炭素濃度が0.2%以上2%以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れる複合組織鋼板が得られている。

【0053】上記以外の鋼は、以下の理由によって本発明の範囲外である。すなわち、鋼C-1は、仕上圧延終了温度(F T)が本発明の範囲より高く、フェライト粒径(D f)、第二相の大きさ(d m/D f)および第二相炭素濃度(C m)が本発明の範囲外であるので、十分な穴抜け率(λ)および疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。鋼C-2は、仕上圧延終了温度(F T)が本発明の範囲より低く、第二相の大きさ(d m/D

f)が本発明の範囲外であるので、十分な穴抜け率(λ)および疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。さらに、ひずみが残留して延性(E l)も低下する。

【0054】鋼C-3は、滞留後の冷却速度(C R)が本発明の範囲より遅く、巻取温度(C T)も本発明の範囲より高い。従ってフェライト粒径(D f)、第二相の大きさ(d m/D f)および第二相炭素濃度(C m)が本発明の範囲外であるので、十分な穴抜け率(λ)および疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。鋼C-4は、滞留温度(M T)が本発明の範囲より低く、第二相の大きさ(d m/D f)および第二相炭素濃度(C m)が本発明の範囲外であるので、十分な穴抜け率(λ)および疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。

【0055】鋼C-5は、滞留時間(T i m e)がなく、第二相の大きさ(d m/D f)および第二相炭素濃度(C m)が本発明の範囲外であるので、十分な穴抜け率(λ)および疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。鋼Dは、Cの含有量が本発明の範囲外であるので、目的とするミクロ組織が得られず、十分な強度(T S)および疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。鋼Eは、S iの含有量が本発明の範囲外であるので、十分な強度(T S)および疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。

【0056】鋼Fは、M nの含有量が本発明の範囲外であり、フェライト粒径(D f)および第二相の大きさ(d m/D f)が本発明の範囲外であるので、十分な強度(T S)、穴抜け率(λ)および疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。鋼Hは、Sの含有量が本発明の範囲外であるので、十分な穴抜け率(λ)および疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。鋼Iは、Pの含有量が本発明の範囲外であるので、十分な疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。鋼Jは、Cの含有量が本発明の範囲外であるので、十分な伸び(E l)、穴抜け率(λ)および疲労限度比($\sigma W/\sigma B$)が得られていない。

【0057】

【表1】

化学組成 (単位: 質量%)									
鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	その他		備考
A	0.055	0.890	1.21	0.008	0.0006	0.032			本発明
B	0.047	1.640	1.21	0.007	0.0008	0.025			本発明
C	0.074	1.620	1.79	0.009	0.0009	0.026			本発明
D	0.003	0.120	0.24	0.080	0.0008	0.019			比較鋼
E	0.045	0.006	1.22	0.011	0.0011	0.030			比較鋼
F	0.055	0.780	0.03	0.012	0.0008	0.033			比較鋼
G	0.067	1.590	1.48	0.009	0.0007	0.032	Cu:1.18、Ni:0.62、B:0.0002		本発明
H	0.070	1.660	1.81	0.008	0.0300	0.028			比較鋼
I	0.071	1.610	1.81	0.180	0.0010	0.025			比較鋼
J	0.250	0.880	1.11	0.080	0.0008	0.027			比較鋼
K	0.072	1.610	1.82	0.009	0.0011	0.030	Ca:0.0008		本発明
L	0.120	0.910	1.51	0.008	0.0013	0.038	Ti:0.08		本発明
M	0.081	1.881	1.60	0.007	0.0010	0.036	Nb:0.03		本発明
N	0.068	1.630	0.21	0.008	0.0009	0.022	Mo:0.63		本発明
O	0.066	1.210	2.11	0.077	0.0009	0.023	V:0.07		本発明
P	0.051	0.263	1.33	0.009	0.0011	0.026	Cr:0.11		本発明
Q	0.038	0.880	1.31	0.010	0.0012	0.028	Zr:0.05、REM:0.0006		本発明

【0058】

【表2】

鋼	製造条件						ミクロ組織						機械的性質						疲労特性		備考
	SRT (°C)	FT (°C)	MT (°C)	Time (s)	CR (°C/s)	CT (°C)	フェライト (%)	マルテンサイト (%)	ベイナイト* (%)	Cm (%)	Df (μm)	dm/Df	σY (MPa)	σB (MPa)	YR (%)	EI (%)	λ (%)	σW (MPa)	σW/σB (%)		
A	1200	860	680	5	90	50	93	7	0	0.76	15	0.08	388	607	64	34	86	320	53	本発明	
B	1150	870	650	5	90	50	88	12	0	0.36	12	0.15	426	699	61	32	79	365	52	本発明	
C-1	1150	910	670	5	90	50	60	10	30	0.15	21	0.90	653	845	77	19	29	380	45	比較鋼	
C-2	1150	740	600	5	90	50	70	10	20	0.22	10	0.90	675	820	82	15	34	360	44	比較鋼	
C-3	1150	820	600	5	5	550	40	0	60	0.12	26	1.50	562	733	77	28	33	330	45	比較鋼	
C-4	1150	830	400	5	90	50	45	0	55	0.09	7	1.20	688	875	79	19	30	400	46	比較鋼	
C-5	1150	810	—	0	90	50	50	0	50	0.12	6	1.00	551	810	68	20	39	350	43	比較鋼	
C-6	1150	820	620	5	90	50	85	15	0	0.46	9	0.25	485	783	62	28	75	410	52	本発明	
D	1200	900	720	5	90	50	100	0	0	—	60	—	194	324	60	45	116	150	46	比較鋼	
E	1200	860	650	5	90	50	90	3	7	0.42	18	0.10	367	496	74	35	56	200	40	比較鋼	
F	1200	860	640	5	90	50	83	0	17	0.29	26	0.04	323	521	62	35	34	245	47	比較鋼	
G	1150	810	610	5	90	50	85	12	3	0.42	6	0.30	505	789	64	27	62	450	57	本発明	
H	1150	810	620	8	60	50	85	13	2	0.44	8	0.20	498	790	63	21	19	370	47	比較鋼	
I	1150	810	630	8	60	50	84	16	0	0.41	7	0.20	518	836	62	22	49	355	42	比較鋼	
J	1200	800	700	8	60	50	65	25	20	0.68	—	—	742	1160	64	11	5	450	39	比較鋼	
K	1150	810	610	8	60	50	85	13	2	0.45	8	0.20	479	786	61	27	61	410	52	本発明	
L	1250	810	680	8	60	50	75	20	5	0.45	11	0.35	469	722	65	26	70	370	51	本発明	
M	1150	810	680	8	60	50	82	16	2	0.42	9	0.25	528	812	65	23	64	420	52	本発明	
N	1150	810	610	8	60	50	90	10	0	0.65	16	0.20	345	556	62	34	90	280	50	本発明	
O	1150	810	680	8	60	50	82	15	3	0.34	10	0.25	525	821	64	22	65	430	52	本発明	
P	1200	820	670	8	60	50	94	6	0	0.82	17	0.07	337	561	60	35	92	290	52	本発明	
Q	1200	840	670	8	60	50	94	6	0	0.60	15	0.07	387	624	62	32	83	320	51	本発明	

*: 残留オーステナイトを含む

【0059】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明は、パーリング加工性に優れた引張強度540MPa以上の複合組織鋼板およびその製造方法を提供するものであり、これらの熱延鋼板を用いることにより、疲労特性を十分に確保しつつパーリング加工性（穴抜け性）の大幅な改善が期待できるため、工業的価値が高い発明である。

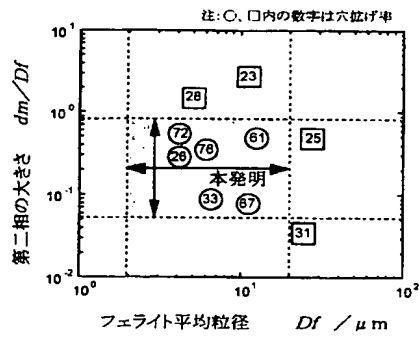
【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に至る予備実験の結果を、フェライト平均粒径、第二相の大きさと穴抜け率の関係で示す図である。

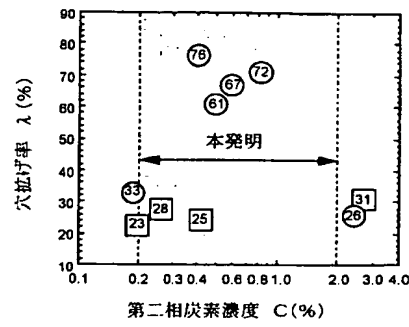
【図2】本発明に至る予備実験の結果を、第二相の炭素濃度と穴抜け率の関係で示す図である。

【図3】疲労試験片の形状を説明する図である。

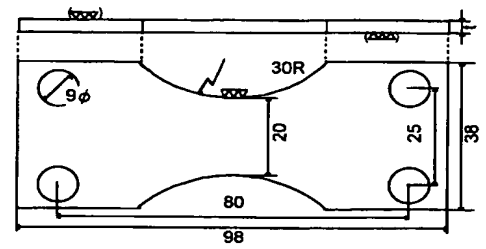
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA19 EA20 EA23 EA25 EA27
EA28 EA31 EA32 EA35 EA36
EB06 EB07 EB08 EB09 EB11
FA02 FA03 FC03 FC04 FC07
FD03 FD04 FD08 FE01 FE06
HA05 JA06 JA07